

激光铬钼合金化的热疲劳性能研究

马咸尧 陶曾毅

(华中理工大学机械二系, 430074)

提要: 本文讨论了45#钢表面激光铬钼合金化层的热疲劳性能。试验表明铬钼合金化层比45#钢及热作工具钢有较好的热疲劳性能,并分析了合金化层热疲劳裂纹萌生的机理。

关键词: 激光, Cr, Mo, 热疲劳。

Thermal fatigue behavior of laser alloying layer of Cr and Mo for 45# carbon steel

Ma Xianyao, Tao Zengyi

(Huazhong University of Science and Technology, Wuhan)

Abstract: This paper discusses the thermal fatigue behavior of laser alloying layer of Cr and Mo for 45# steel. The test shows that the laser alloying layer exhibits better thermal fatigue properties than 45# steel and conventional work tool steel. The mechanism of thermal fatigue crack initiation is also discussed.

Key words: Laser, Cr, Mo, thermal fatigue

前 言

激光表面合金化^[1],利用控制激光工艺参数在材料表面形成一层所需成分的合金层,处理时,加热速度快,热影响区小,变形量小,特别适用于成形工件表面的改性。表面合金化可以在廉价的普通材料上获得高性能的合金层,具有较好的经济效益。

热模具及发动机上的某些部件(气门、活塞环等),工作面都需要有很高的耐磨性和好的耐热性。在材料表面进行铬钼合金化可以提高材料的耐磨及耐热性。为了解激光合金化层的耐热性,本文对材料的热疲劳性能进行了探讨。实验表明,激光铬钼合金化层比常用的工具钢及45#钢的热疲劳性能好。可见,利用激光的材料表面合金化能提高材料的热疲劳性能。

试 验 条 件

1. 仪器设备

激光源为2kW CO₂连续激光器,热疲劳试验设备由GP15-13型高频感应加热器和自行设计的复合式感应圈、热疲劳循环自动控制器及冷却装置等部分组成,其方框图如图1所示。

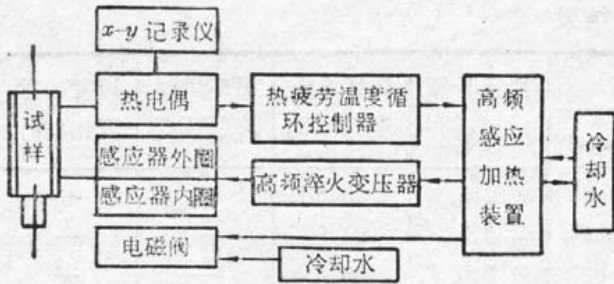


图1 热疲劳试验装置简图

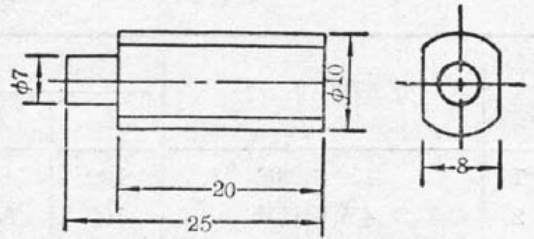


图2 热疲劳试样

2. 试样材料选择及处理

为使磨具有好的综合性能，选用经调质的45#钢作为基体材料，纯铬与纯钼作为合金元素，以便提高材料表面的耐磨、耐腐及热疲劳性能。利用3Cr2W8V钢1100℃淬火，然后在600℃两次回火与之比较。为确保合金层有好的性能，应有一定的合金含量和大的层深。

试样形状和尺寸如图2所示。试样的一面进行合金化处理，铬粉与钼粉的重量比为4:1混合，反复过筛混合均匀。使用有机粘接剂涂于基体的表面，涂层厚度为0.2mm。用 $\phi=2.5\text{mm}$ 的圆形激光束以15mm/s的速度在试样表面上扫描，使表面产生合金层，再用矩形激光束(光斑为 $11\times 1.5\text{mm}^2$)以3mm/s的速度在合金表面扫描，使表面重熔，达到表面平整之目的。形成的合金层深约1mm，表面铬含量可达15~20%，钼含量为2~4%，表面硬度(HRC)在40~45之间。合金层的包状组织如图3所示。为了改善合金层的热疲劳性能，对合金化试样进行了固溶处理，工艺为：加热温度1200℃，油淬，固溶处理后的金相组织为奥氏体、马氏体和合金碳化物所组成(见图4)。

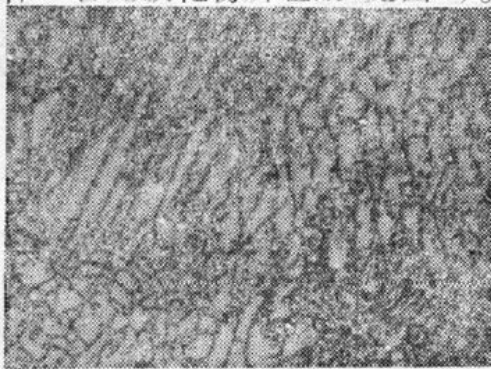


图3 包状组织(×500)

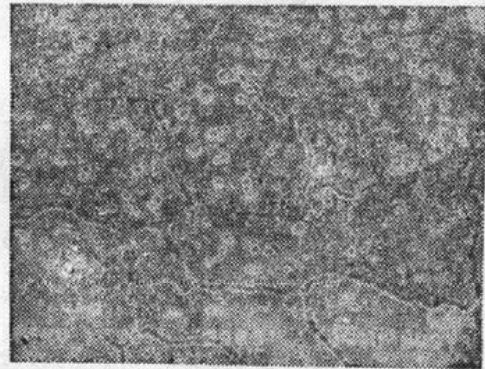


图4 固溶后的组织

3. 热疲劳的评定

采用Uddeholm热疲劳试验法，应用高频感应加热，压缩空气和水冷却试样，循环一定次数后，根据龟裂纹网状密度、主裂纹尺寸对照标准图片进行评级^[9]，以产生一级龟裂纹时的循环数近似作为裂纹萌生时的疲劳寿命。通过最大裂纹平均长度与循环数比，估计裂纹最大扩展速率。

结果与分析

热疲劳试验时，每循环500次后，在体视显微镜下观察，直到出现龟裂，即停止试验。各种试样试验条件及结果列于表1，热疲劳龟裂纹如图5所示。由此可见，45#钢在550℃经500次循环后，龟裂纹完全形成网状，裂纹宽而深，龟裂纹级别为2.5级。激光铬钼合金化的试样，

表 1 实验条件与结果

试样号	处 理 条 件	循环温度(°C)		循环数(次)		热疲劳裂 纹级别	循环前硬 度(HRC)	循环后硬 度(HRC)	硬度相对 变化(%)
		T_1	T_2	$N_{f\text{实测}}$	$N_{f\text{计算}}$				
1	45# 钢调质	100	450	1000	649	2.5	25.5	—	—
2	45# 钢调质	100	550	500	221	2.5	24.0	—	—
3	45# 钢调质	100	750	500	68	3.0	23.5	—	—
4	45# 钢合金化	100	550	3500	—	<1	45.0	34.0	24.4
5	45# 钢合金化	100	650	2500	—	<1	45.0	32.0	28.9
6	45# 钢合金化	100	750	2000	—	<1	44.0	29.0	34.1
7	45# 钢合金化+固溶处理	100	475	3500	—	<1	41.0	33.0	19.5
8	45# 钢合金化+固溶处理	100	550	4000	—	<1	40.0	32.0	20.0
9	45# 钢合金化+固溶处理	100	650	3000	—	<1	45.0	36.0	20.0
10	45# 钢合金化+固溶处理	100	750	3000	—	<1	45.0	34.5	21.6
11	3Cr2W8V 淬火+二次回火	200	700	1000	—	4	46.5	31.0	33.3

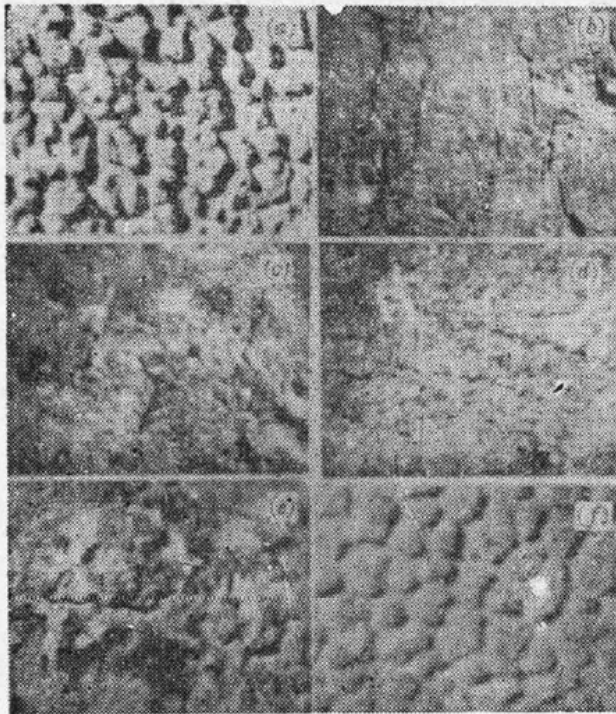


图 5 几种试验条件下的热疲劳龟裂纹

- (a) 2号试样, $\times 160$ 。45# 钢调质工艺(830°C 保温 30 min, 620°C 保温 60 min);
- (b) 4号试样, $\times 160$ 。45# 钢合金化(合金成份: 17.25% Cr, 2.43% Mo);
- (c) 6号试样, $\times 160$ 。45# 钢合金化(合金成份: 18.32% Cr, 2.15% Mo);
- (d) 8号试样, $\times 160$ 。45# 钢合金化+固溶处理(合金成份: 16.74% Cr, 3.04% Mo。固溶处理工艺: 1200°C, 保温 20 min, 油淬);
- (e) 10号试样, $\times 160$ 。45# 钢合金化+固溶处理(合金成份: 18.50% Cr, 2.21% Mo。固溶处理工艺: 1200°C, 保温 20 min, 油淬);
- (f) 11号试样, $\times 80$ 。3Cr2W8V 热处理工艺(1100°C 淬火, 600°C 保温 2h, 两次回火)

虽然经过数千次的热疲劳循环,其龟裂纹仍低于 1 级。当上限温度在 650°C 以下时,热疲劳龟裂纹一般较细,裂纹之间接近于平行,各条间互不相结,试样表面比较平坦。当上限温度在 750°C 时,经 3000 次循环后的试样,龟裂纹开始构成网状,裂纹开始加宽变深。由此说明裂纹扩展速率比 650°C 以前热疲劳试样的裂纹扩展速率增大,试样表面平整度也下降。3Cr2W8V 钢在循环温度为 200~700°C,循环数 1000 次时,龟裂纹达 4 级,热疲劳性能较差。

1. 裂纹萌生的疲劳寿命

Uddeholm 法试样是承受内约束的热应力疲劳,试验过程中,应力和应变都不受控制,一般认为,试样小平面上施加瞬时热应力,多接近于恒应力型。材料的热疲劳性能主要取决于它的高温屈服强度。热疲劳过程中,因上限温度(T_2)不同,材料可能承受高周或低周疲劳。对 45# 钢,材料的高温性能可直接测出或查阅有关资料得出,然后利用热疲劳寿命的计算值和实

测值进行比较;对激光合金化层,其成分随离表面深度而变化,无法确定材料的高温力学性能,定量计算材料的热疲劳性能较困难,只能作定性的解释。对热作工具钢,热屈服强度和回火稳定性是热疲劳行为的重要因素,而延性和韧性则是次要因素^[3]。

对相同材料,若不考虑形变硬化和弹性后效,在低周疲劳时,裂纹萌生时热疲劳寿命为^[3]

$$N_f = \left[\frac{C \cdot \epsilon_{f1}}{\alpha(T_2 - T_1) - \frac{(1-\nu_1)\sigma_1}{E_1} - \frac{(1-\nu_2)\sigma_2}{E_2}} \right]^{1/n} \quad (1)$$

式中 T_2, T_1 分别为循环时的上、下限温度; α 为线膨胀系数; E_2, E_1 及 ν_2, ν_1 分别对应于 T_2, T_1 时的弹性系数及泊松比; σ_2, σ_1 为 T_2, T_1 时的屈服强度; $C=0.1; n=0.5; \epsilon_{f1} = \ln\left(\frac{100}{100-\psi}\right)$ 为在 T_1 时真实断裂应变, ψ 为 T_1 时截面收缩率。

由(1)式可看出 N_f 随 T_2 上升而下降,表1中45#钢 N_{fH} 按此式所计算,它与实验结果有一定差别,原因是实验值不是裂纹萌生时的寿命。由图6可见,对合金化材料,铬钢在475°C

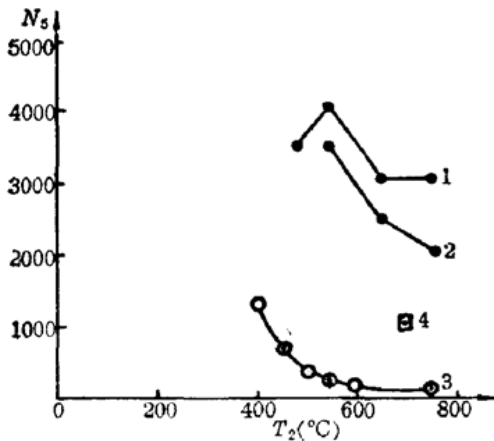


图6 各种材料裂纹萌生时 N_f 与 T_2 关系
1—合金化+固溶; 2—合金化; 3—45#钢;
4—3Cr2W8V 钢 (●—实测值, ○—计算值)

存在回火脆性,延性下降,强度与延性配合比例失调,此时 N_f 比 550°C 低。在 550°C 以上,因 T_2 升高, σ_s 相应下降, N_f 也随之下降。当 $T_2=750^\circ\text{C}$ 时,接近高温低周疲劳。此时,分别在不同的循环数测量距试样顶端 3mm 处(一般此处首先产生裂纹)横剖面上最大裂纹长度 L_{max} ,将循环数相同的几个试样的测量值取平均(\bar{L}_{max})对 N_f 作图(图7)。将直线外推到 $\bar{L}_{max}=0$ 处, N_f^0 为此温度下起始裂纹疲劳寿命,其值与 Uddeholm 法评级中的一级相对应的 N_f 值相差不大(小于 500 次)。可近似认为此二情况下 N_f 值相等,均为裂纹萌生时的热疲劳寿命。

2. 裂纹最大扩展速率的估计

按照 D. Solomon 公式^[3,41]:

$$\frac{dL}{dN} = \rho L \left[\alpha(T_2 - T_1) - \frac{(1-\nu_1)\sigma_1}{E_1} - \frac{(1-\nu_1)\sigma_2}{E_2} \right]^q \quad (2)$$

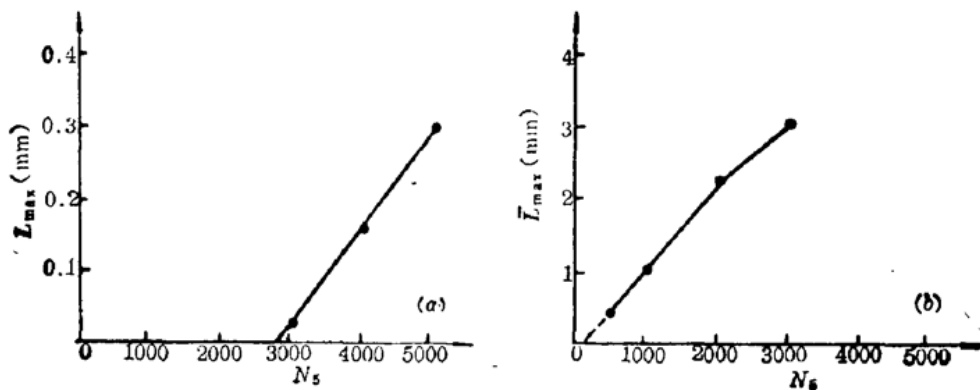


图7 最大裂纹长度平均值与循环数的关系。
(a)铬铝合金化+固溶; (b)45#钢

式中 ρ, q 为常数; L 为裂纹长度; N 为循环数。为了估计裂纹最大扩展速率, 在此定义材料的平均最大裂纹扩展速率为 $d\bar{L}_{\max}/dN$, 按照图 7 中各曲线斜率大小可得各材料平均最大裂纹扩展速率。在 750°C 下, $45^{\#}$ 钢平均最大裂纹扩展速率约为 $1.1 \times 10^{-8} \text{ mm/次}$; 合金化层约为 $1.3 \times 10^{-4} \text{ mm/次}$ 。

由(2)式可见, 材料的线膨胀系数 α 和屈服强度 σ_s 对裂纹扩展速率影响很大, 在高温时, $45^{\#}$ 钢的 α 值比高铬合金钢的 α 值大很多, 合金元素铬、钼加入能提高材料的屈服强度, 因此导致了合金层裂纹扩展速率减慢。比较两种材料裂纹的形貌, $45^{\#}$ 钢裂纹大而尖端成楔形, 容易扩展; 合金化层的裂纹小而尖端很钝, 裂纹不易扩展。 $3\text{Cr}2\text{W}8\text{V}$ 钢的 α, σ_s 在上两种材料之间, 因此裂纹尺寸居中, 其尖端也比 $45^{\#}$ 钢钝。

3. 组织及性能影响

根据试样在热疲劳循环前后硬度变化(图 8 及表 1)可知, 合金化层属循环软化型材料, 未

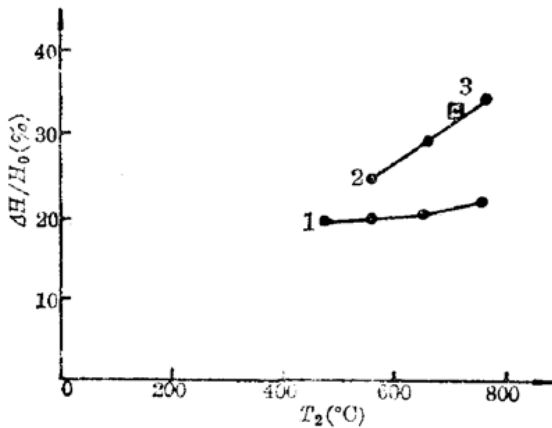


图 8 合金层前后硬度变化率随上限温度变化
1—合金化+固溶 2—合金化层(未固溶)
3— $3\text{Cr}2\text{W}8\text{V}$ 钢

固溶处理的试样软化更严重。 $3\text{Cr}2\text{W}8\text{V}$ 钢比未固溶处理的 Cr、Mo 合金化层软化稍严重些。试样软化程度随上限温度(T_2)上升而增加, 软化的原因可能是热疲劳过程中位错运动, 材料发生动态回复再结晶所致。固溶处理可以增大合金元素在基体中的固溶度, 提高钢的热稳定性。随着固溶温度升高, 热稳定性增加^[5]。在 1200°C 固溶时, 未共析碳化物的分解, 增加奥氏体的合金浓度, 能降低碳的扩散, 阻碍位错的运动, 抑制弥散碳化物聚集长大, 减小软化程度。在热疲劳循环中, 当下限温度($T_1=100^{\circ}\text{C}$)不变时, 未固溶处理的合金化材料, $\Delta H/H_0$ 随 T_2 增加几乎线性增加。其热疲劳

寿命随 T_2 ($\geq 500^{\circ}\text{C}$) 增加, 则几乎直线下降; 经固溶处理的合金化材料, 在 $T_2 \leq 650^{\circ}\text{C}$ 时, $\Delta H/H_0$ 几乎不变, 只在 $T_2 \geq 750^{\circ}\text{C}$ 时, $\Delta H/H_0$ 才有所上升, 曲线虽有随 T_2 增加而上升的趋势, 但变化缓慢。所以它的 N_f 值随 T_2 变化也不大, 比未固溶处理的合金化材料有更好的热稳定性和热疲劳性能。

另外, 经合金化处理的试样, 表层和基体的成分不同, 两者的热膨胀系数不一样, 若基体的膨胀系数比合金层的大, 则更易产生热疲劳裂纹。未固溶处理的基体为回火索氏体, 固溶处理的基体为马氏体, 显然索氏体的膨胀系数比马氏体大。由此也可说明固溶处理的合金层试样具有好的热疲劳性能。

一般金属材料, 当加热温度达到约 $0.5T_m$ (熔点) 时, 产生再结晶, 材料软化严重, 铁的再结晶温度为 630°C , $45^{\#}$ 钢经 $450 \sim 750^{\circ}\text{C}$ 热疲劳循环后硬度下降十分严重, HRC 值极低。如果加入合金化元素可以提高再结晶软化温度到 $0.6 \sim 0.65T_m$ ^[6]。合金化材料有比较高的再结晶温度, 它比 $45^{\#}$ 钢有更好的热疲劳性能。

虽然合金元素的加入, 改变了合金层与基体之间的热膨胀系数差异, 在热疲劳循环过程中, 有可能出现热应力棘轮现象。但是, 激光合金化层的合金元素含量随距表面深度增加而逐渐下降。在合金层与基体相接处, 合金成分几乎相等, α 值也十分接近, 因此结合面两边的热

应力棘轮效应可以忽略不计,分界面结合处未发现任何开裂现象。

4. 合金化材料热疲劳机理的探讨

将热疲劳循环后激光合金化材料的金相组织(图 9)与循环前该材料的金相组织(图 4)比较

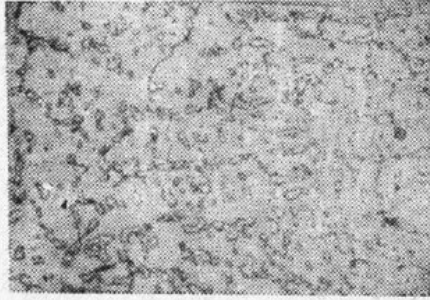


图 9 晶粒碎化组织($\times 500$)

可以看出,经热疲劳循环后,晶粒发生碎化,这是因为受空位和原子扩散制约的位错上升运动,亚晶粒形成。温度越高,循环应变越大,随之发生的空位及其扩散就越显著;碳化物也沿亚晶界聚集长大,引起应力分布不均匀或集中,随后空位向亚晶界集中形成大的空穴,空穴连接引起亚晶粒碎化而形成龟裂的网状裂纹源。可见,合金化材料形成热疲劳裂纹的主要机理是在亚结构的亚晶界上萌生的[6]。

综上所述,激光合金化处理后,材料的热疲劳性能最好,45#钢最差,3Cr2W8V钢居中。其主要原因是加入铬、钼合金元素后,可提高材料的屈服强度及热稳定性,同时又可降低 α 值。屈服强度及 α 值都直接影响着材料的 N_f 和 dL/dN 。固溶处理与未固溶处理的合金化层的主要差别在于合金碳化物的溶解程度。固溶处理后,碳化物溶解并均匀分布在奥氏体内,碳化物不易在晶界聚集长大,延缓疲劳源的形成。未固溶处理试样的合金层为包晶组织,经电镜观察,其精细结构由碳化物和分布在 α -Fe上的位错形成。强度和韧性配合不佳,在热疲劳循环时,位错运动形成裂纹源,引起疲劳寿命下降。

参 考 文 献

- 1 Peter G. Moore, Surface Alloying Using Continuous Lasers, Proc. of First International Processing Conference November, 1981, 16
- 2 Dr. Lars-Ake Norstroem, Jonn Worbye; *Die Casting Engineer*, 26(5), 24(1982)
- 3 S. Malm and L. -Å. Norstöm, *Metal Science*, 13(9), 544(1979)
- 4 H. D. Solomon, *Metall. Trans.*, 4, 341(1973)
- 5 J. C. Benedyk, D. J. Moracz *et al.*, 6th SDOE Inc. DieCasting Congress, Cleveland, Ohio, Nov.16—19, 197 111
- 6 平修二,热应力与热疲劳,国防工业出版社,北京,1984

实用化管板式 1.5kW CO₂ 激光器通过鉴定

中国科学院上海光机所千瓦攻关组经过三年多的努力,研制成功了实用化管板式 1.5 kW CO₂ 激光器,并于 1990 年 5 月 5 日通过了由中国科学院、国家教委主持的专家鉴定。器件的性能指标达到国际 80 年代中期同类器件的水平,其中单程低价模稳腔属国内首创。该机既可淬火,又可焊接切割,实现了一机多用,具有重要的工业应用价值,对促进我国激光加工技术和发展我国激光新产业具有一定的现实意义。

在一些单位使用后取得满意结果的基础上,上海雷鸣激光设备厂已将该项成果作为新产品投入批量生产,积极向社会推广应用,并将在年内给数家单位提供产品。

(敏文)